

ФИЗИЧЕСКОЕ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ. РАЗРАБОТКА СОВРЕМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ СТАЛЕЙ С ГАРАНТИРУЕМЫМ УРОВНЕМ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

А.И. Рудской, Н.Г. Колбасников

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет

1. Постановка задачи.

Получение металла с заданным уровнем механических свойств и параметрами структуры остается насущной задачей прокатного производства. Одним из направлений производства проката можно считать управление структурой и повышение комплекса свойств не за счет легирования, а за счет управления параметрами термомеханической обработки. На случай, что за последние годы создано большое количество технологий контролируемой прокатки и ее разновидностей, которые касаются в первую очередь высокопрочных сталей, автомобильных сталей, в ряду которых осваиваются двухфазные стали, стали с остаточным аустенитом (*trip*-стали и *Q@P*-стали), стали с дополнительными механизмами пластической деформации (*twip*-стали). За счет изменения структурного состояния сталей и получения, например, ферритно-бейнитной или ферритно-мартенситной структуры удастся обеспечить значительное повышение комплекса свойств традиционных марок конструкционных сталей.

Необходимо заметить, что структуры современных сталей, обеспечивающие высокий комплекс механических свойств сталей, являются неравновесными и чрезвычайно сложными, их интерпретация и математическое описание требует специализированного оборудования и отработанных методик. По поводу многих видов бейнитных структур современных сталей нет единого сложившегося мнения не только у российских и зарубежных исследователей, но и внутри отдельных исследовательских центров. Достичь этого единства и сформулировать единую классификацию бейнитных структур трудно, поскольку структуры, формирующиеся после пластической или дополнительной термической обработки имеют свои особенности и различные вклады структурных компонентов в формирование интегральных механических или функциональных свойств. Не случайно зарубежные научные сообщества выделяют немалые суммы на разработки методик описания этих структур. Одно остается непреложным – структура определяет все механические и эксплуатационные свойства материалов.

С сожалением надо отметить, что российские производители проката не являются лидерами в освоении новых материалов и технологий их обработки. В связи с этим задачей технических университетов является подготовка специалистов такого уровня, который позволил бы ликвидировать это отставание. Существует ли общая методика, позволяющая инженерам исследователям разрабатывать новые технологии термомеханической обработки

сталей и сплавов с заданным уровнем механических свойств? Очевидно, существует.

Как правило, логика развития исследований становится понятной, если ее рассматривать в историческом аспекте. Понятно, что управление структурой и свойствами прокатываемых сталей и использованием пластической и термической обработки было интересно технологам всегда, но оформилось в виде разработки и описания технологий термомеханической обработки, в основном, в 70-80 годы 20 века. Значительный вклад в представления о формировании структуры и свойств сталей в те годы внесли В.Д. Садовский, М.Л. Бернштейн и другие российские ученые. Разработка технологий получения сталей с заданным комплексом свойств происходила чисто экспериментальным путем, которые в производственных условиях должны были четко выполняться.

На новый уровень технологии управления свойствами сталей в зарубежных странах начали выходить в 90-е годы 20 века, когда российская наука и промышленность находились в глубоком кризисе. Именно это время можно считать началом компьютерных технологий управления технологиями получения сталей с заданным уровнем свойств, когда исследовательским центром фирмы *VOEST-ALPINE STAHL* (Австрия) была разработана компьютерная программа *VAI-Q-Strip*, которая позволяет

- рассчитывать механические свойства по всей длине полосы после горячей прокатки с заданными термомеханическими параметрами;
- оптимизировать химический состав существующих марок сталей и создавать новые;
- оптимизировать процесс прокатки полосы.

Первое опробование этой модели в условиях реального производства было выполнено в 1997 году на *VOEST-ALPINE STAHL*. Стан горячей прокатки этой металлургической компании включает в себя реверсивную клетку и 7 чистовых клетей, объединённых в непрерывную группу. Сортамент стана, включает в себя низкоуглеродистые стали, высокопрочные низколегированные стали (*HSLA-steels*), строительные стали, *IF*-стали и высокоуглеродистые стали. В настоящее время модель *VAI-Q-Strip* используется совместно с системами контроля размеров и поверхности полосы для контроля качества проката.

На рис. 1 показано рабочее окно соответствующей программы, где пользователь задаёт режим прокатки и химический состав прокатываемой полосы, а также может выводить результаты в виде различных графиков.

VAI-Q-Strip включает в себя модель расчета температуры по толщине полосы на всех стадиях процесса горячей прокатки (рис. 2).

Интегральная модель *VAI-Q-Strip* позволяет количественно описывать:

- рекристаллизацию;

- распад аустенита;
- выделение карбонитридов Nb, V, Ti;
- размер зерна феррита;
- механические свойства.

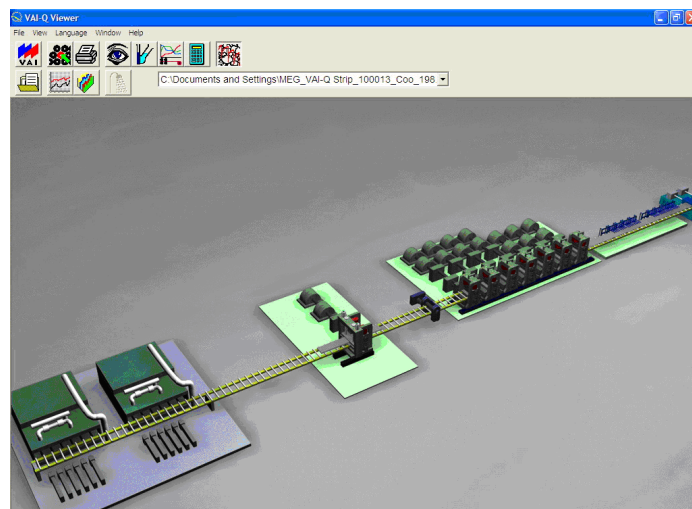


Рис. 1. Рабочее окно программы *VAI-Q-Strip*

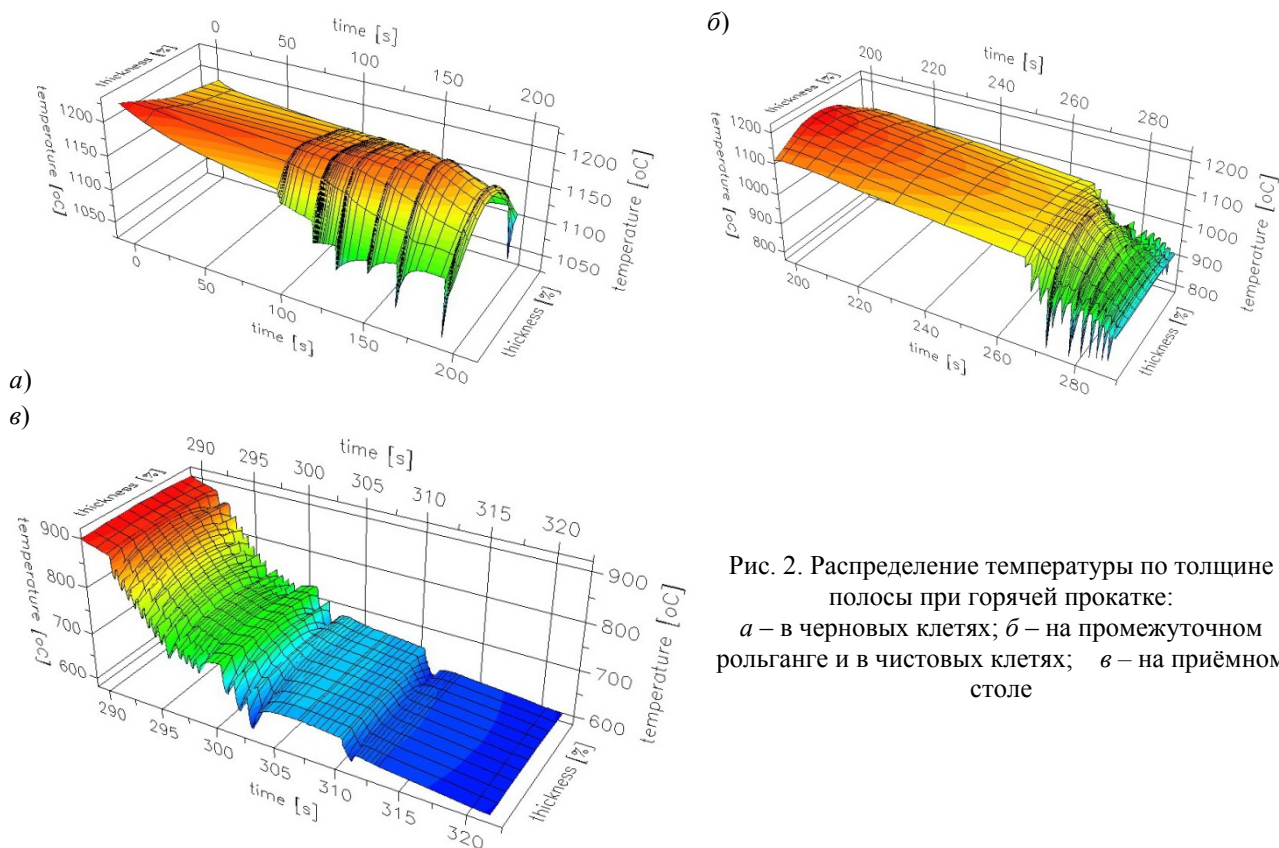


Рис. 2. Распределение температуры по толщине полосы при горячей прокатке:
а – в черновых клетях; *б* – на промежуточном ролланге и в чистовых клетях; *в* – на приёмном столе

В модели рассматривается динамическая и статическая рекристаллизация и моделируется рост зерна аустенита. Для описания этих процессов используются кинетические уравнения. Статическая и динамическая рекристаллизация, а также остаточ-

ная деформация описываются как функции времени, температуры, степени и скорости деформации, содержания микролегирующих элементов. На рис. 3 представлены результаты расчетов размера зерна аустенита по ходу прокатки.

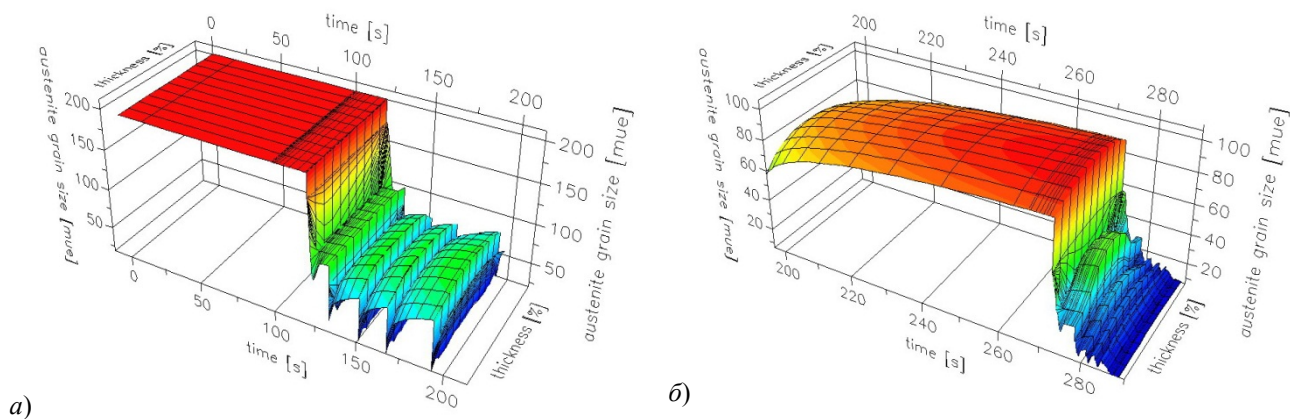


Рис. 3. Эволюция размера зерна аустенита при прокатке: *а* – в черновых клетях, *б* – на промежуточном рольганге и в чистовых клетях

Моделирование распада аустенита в *VAI-Q-Strip* включает в себя определение условий начала превращения, расчет кинетики образования феррита и перлита. Расчеты кинетики распада выполняются с учетом размера зерна аустенита и химического состава стали. В рассматриваемой модели выполняются вычисления размера зерна феррита, поскольку этот параметр микроструктуры в значительной степени определяет прочностные характеристики материала. На рис. 4 представлены результаты расчёта размера зерна феррита для высокопрочной стали, микролегированной ниобием и титаном, и предела текучести для низкоуглеродистых сталей в сравнении с фактическими значениями. Аналогичные результаты показывает и математическая модель формирования структуры и свойств сталей при горячей прокатке *Hot Strip Mill Model (HSSM)*, разработанная американской фирмой «*Integ process group, inc.*», по заданию Американского института чугуна и стали. Внедрение этих моделей на станах горячей листовой прокатки российских промышленных предприятий показало перспективность использования этих моделей, но и выявило ряд существенных недостатков. К этим недостаткам относится следующее:

1. Программы расчета свойств удовлетворительно работают при расчете свойств так называемых «базовых марок», информация о поведении которых при горячей деформации в виде базы данных введена в программу. Таким образом, программы не способны реагировать на изменение химического состава сталей в пределах, например, группы низколегированных низкоуглеродистых сталей, которые составляют основной сортмент марок сталей для большинства станов горячей прокатки. Экспериментальные работы по созданию новой базовой марки стали дорогостоящи и обходятся приблизительно в 1 млн. долларов США. В то же время на российских станах прокатывается существенно более широкий сортмент марок сталей по сравнению с зарубежными производителями, который составляет 700-800 марок.
2. Указанные программы удовлетворительно описывают формирование ферритно-перлитной структуры для низкоуглеродистых сталей, в том числе для высокопрочных микролегированных, но не способны предсказать формирование механических свойств и структуры современных бейнитных сталей.

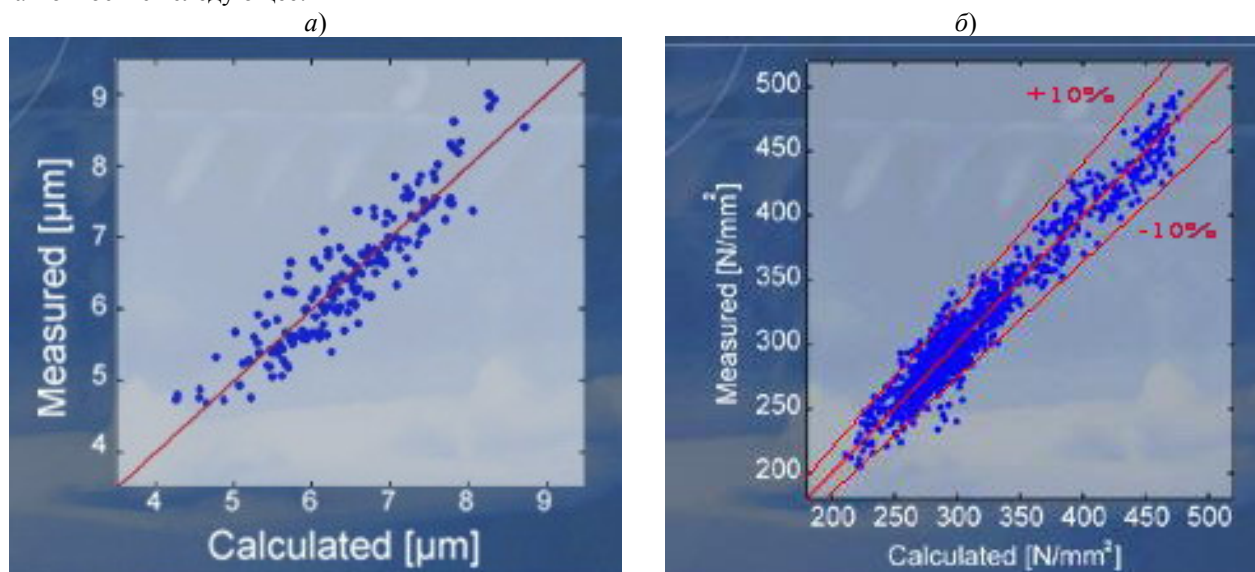


Рис. 4. Результаты расчёта размера зерна феррита (*а*) для высокопрочной стали, микролегированной ниобием и титаном, и предела текучести низколегированных сталей в сравнении с фактическими значениями (*б*)

3. Если центр распределения ошибки расчетов механических свойств стали после горячей прокатки на стане с заданными термомеханическими и геометрическими параметрами находится вблизи нуля в сравнении с экспериментальными значениями, то дисперсия распределения ошибки может быть очень большой и составлять десятки процентов, что не устраивает заводских технологов.

Анализ компьютерных программ расчета свойств горячекатаных сталей позволил выявить причины этих недостатков, которые, как оказалось, состоят в устаревших представлениях и физических моделях структурообразования в сталях, которые были разработаны к началу 90-х годов 20 века и были использованы в программах HSM и VAI-Q-Strip. За прошедшие с тех пор годы значительно изменились методы исследования и описания структур, а российская наука начала выходить из кризиса. Существенно обновив материальную и исследовательскую базу при реализации государственных программ «Инновационный вуз России» и «Национальный исследовательский университет» в нашем вузе был создан НИИ Материалов и Технологий, сотрудники которого были сориентированы на исследование и моделирование структуры и свойств металлических материалов.

После попыток «ремонта», т.е. корректировки существующих лицензионных моделей, оказавшейся малоэффективной, было принято решение о создании новых моделей и компьютерных программ для расчета параметров структуры и механических свойств сталей, которые были бы способны учитывать как особенности термомеханических параметров горячей прокатки, так и возможные изменения химического состава сталей, а также особенности формирования не

только ферритно-перлитных, но и бейнитных, и мартенситных структур.

Для составления интегральных моделей формирования свойств сталей при термомеханической обработке – горячей прокатке, ковке или других технологических процессах, необходимо выполнить физическое моделирование и математическое описание следующих внутренних процессов, происходящих в сталях:

- изменение структуры и рост зерна аустенита при нагреве под прокатку;
- изменение структуры при деформационном упрочнении и разупрочнении с учетом термического возврата, динамической, метадинамической и статической рекристаллизации при переменных температуре, степени и скорости деформации;
- температуру и кинетику выделения карбонитридной фазы в микролегированных высокопрочных сталях;
- влияние накопленной деформации (упрочнения) на сдвиг точек начала и кинетику превращений в сталях;
- особенности и условия протекания ферритных, бейнитных и мартенситных сталей с учетом предварительной деформации или без нее;
- определить взаимосвязь определяющих параметров структуры с механическими свойствами сталей.

Особенно сложным действием оказалось дать интерпретацию и учесть вклад бейнитных составляющих структуры в формирование интегральных свойств стали. Для выполнения работ было использовано современное исследовательское оборудование, рис. 5:



Рис. 5. Общий вид термомеханического симулятора Gleeble-3800

- термомеханический симулятор Gleeble-3800, позволяющий нагревать и охлаждать металл с заданными скоростями (от 0 до 12.000 °C/c), выполнять дилатометрические исследования, деформировать металл при температурах от комнатной до температуры плавления со скоростями от 0 до 200 с⁻¹, причем количество деформаций не ограничено; при обработке

образцов фиксируется температура, усилия (пересчитываются в инженерные или истинные напряжения), продольные и поперечные деформации;

- оптические микроскопы Carl Zeiss и Leica, оснащенные анализатором изображений Thixomet,

- электронный сканирующий микроскоп TESCAN «Mira-3», оснащенный дополнительными модулями

для энергодисперсионного и волнодисперсионного анализа химического состава и анализа дифракции обратно рассеянных электронов (метод EBSD);
- испытательные машины фирмы Zwick/Roell усилием 100 кН и 50 кН для проведения испытаний механических свойств при температурах от 20 до 1100 °С.

2. Результаты физического моделирования

2.1. Исследование сопротивления деформации металлов в зависимости от температуры, степени и скорости деформации. Цель работ – исследование энергосиловых параметров процессов обработки металлов давлением с целью оптими-

зации технологий по энергозатратам, исследование процессов структурообразования при горячей деформации. Возможности оборудования позволяют исследовать сопротивление деформации металлов и сплавов при переменных температурах (от комнатной вплоть до температуры плавления) со скоростями деформации используемого на производстве промышленного оборудования, вплоть до 200 с^{-1} , и при степени деформации вплоть до разрушения [1]. На рис. 6 представлены зависимости сопротивления деформации для трубной стали категории прочности X80.

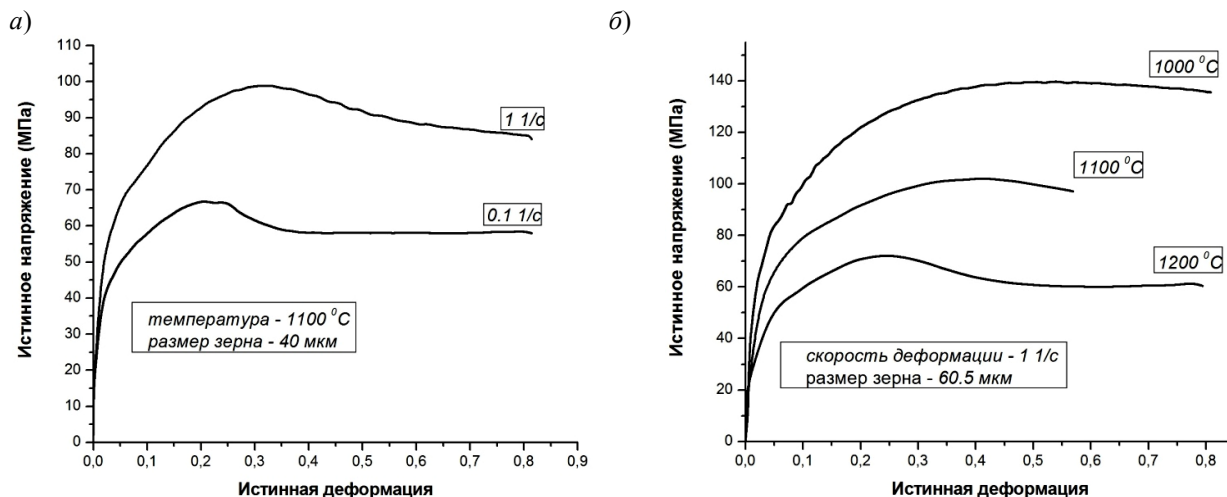


Рис. 6. Кривые сопротивления деформации, полученные при различных скоростях (а) и температурах (б) для трубной стали категории прочности X80

2.2. Исследование релаксационных свойств сталей. Релаксационные свойства металлов исследуются, как правило, методом двойного

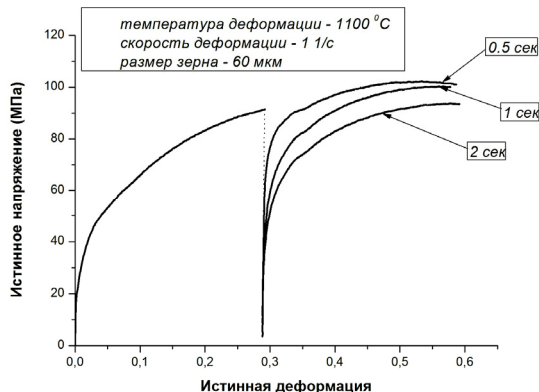


Рис. 7. Зависимости сопротивления деформации, полученные методом двойного сжатия полученные при испытаниях на двойное сжатие

нагружения с заданной паузой, за время которой происходят внутренние процессы разупрочнения, приводящие к снижению деформирующих напряжений. На рис. 7 представлены зависимости сопротивления деформации стали X80, полученные методом двойного сжатия при паузах от 0,5 до 2 с. Хорошо прослеживается чувствительность деформирующих напряжений при втором нагружении от времени паузы, в зависимости от которой можно выбрать либо режимы полного снятия деформационного упрочнения, либо накопления упрочнения для последующей реализации в процессах формирования механических свойств горячедеформированного металла [2].

2.3. Определение температур выпадения упрочняющих карбонитридных фаз в микролегированных сталях и температур начала фазовых превращений методом многократного нагружения. Преципитация (выделение) карбонитридов микролегирующих элементов (например, ниобия) существенно изменяет процессы в аустените, подавляя рекристаллизацию и вызывая более сильное упрочнение.

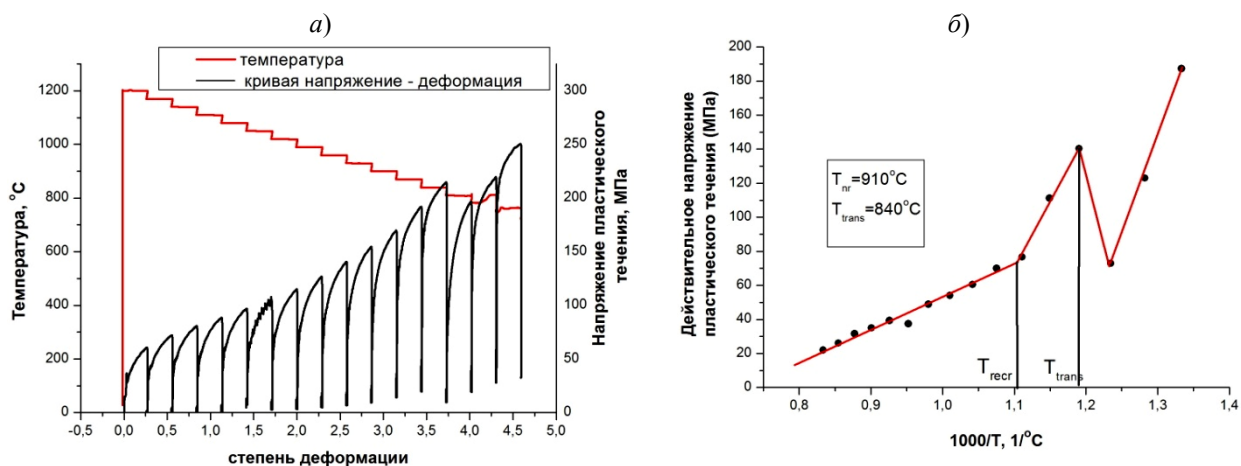


Рис. 8. Диаграммы многократной деформации стали X80 кручением через 30 °С при скорости охлаждения 1°С/с для определения температуры преципитации карбонитридов ниобия: а – режим обработки; б – кривая изменения действительного напряжения пластического течения

Выбор технологических режимов горячей обработки давлением микрелегированных сталей непосредственно зависит от знаний условий выпадения преципитатов карбонитридов, принимающих активное участие в процессах формирования свойств, как при горячей ОМД, так и конечных механических свойств. Построение технологического процесса обработки металлов, например, контролируемой прокатки без учета момента выпадения преципитатов может привести к значительному снижению свойств сталей за счет микрелегирования. Для определения температур преципитации выполняются эксперименты, состоящие из многократных деформаций образцов *на кручение* при понижающейся с заданной скоростью температуре через равные промежутки времени (например, через 30 °С); скорость и степень деформации для каждой стадии деформации задают постоянными [3]. На рис. 8 представлены зависимости деформиру-

ющих напряжений от степени и температуры деформации (а) и зависимость предела текучести от обратной температуры (б), позволяющие определить температуру преципитации, определяющую момент окончания рекристаллизации ($T_{nr}=910$ °С) и температуру начала ферритного превращения ($T_{trans}=840$ °С) для трубной стали категории прочности X80.

2.4. Определение температур фазовых превращений, построение термокинетических диаграмм, С-образных кривых сплавов [4]. Возможности использования дилатометра при физическом моделировании процессов горячей деформации и термической обработки обеспечивают возможности исследования влияния скорости охлаждения и предварительной деформации на изменение температур фазовых превращений, формирование структуры и механических свойств сталей и других сплавов.

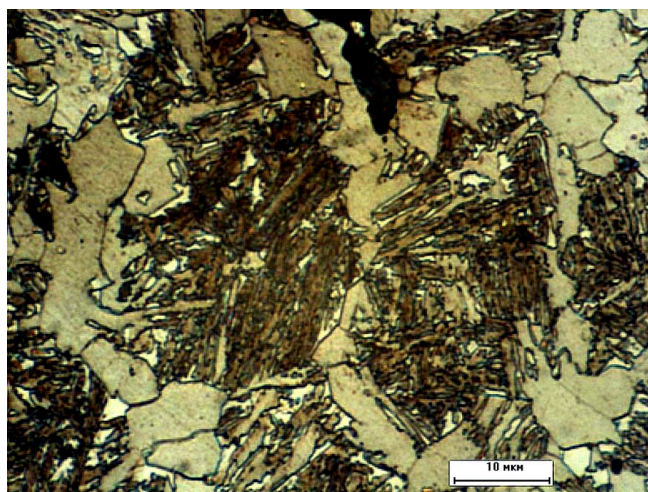
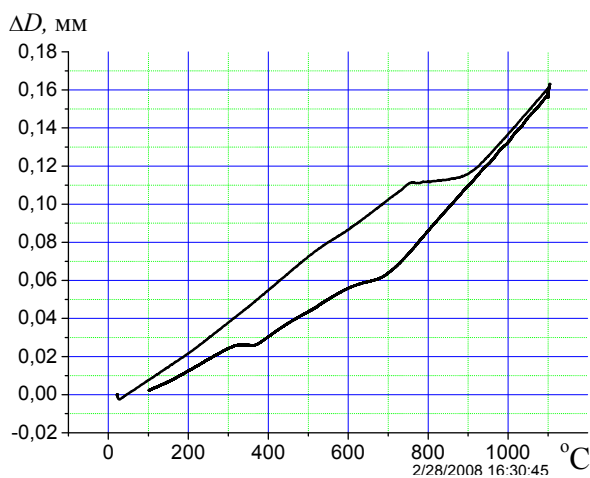


Рис. 9. Дилатограмма как функция температуры для *trip*-стали при скорости охлаждения 30°С/с (а), и структура стали с остаточным аустенитом (б)

На рис. 9 представлена одна из дилатометрических кривых, которые можно построить для различных скоростей охлаждения, температур и

степеней предварительной деформации, а также структура автомобильной *трип*-стали с остаточным аустенитом. В зависимости от сочетания операций

пластической деформации и регламентированного охлаждения в данном типе сталей можно получать различные композиции структурных составляющих – феррита, бейнита и остаточного мартенсита.

1.5. Имитация процесса контролируемой прокатки на стане 5000 и операций изготовления трубы. Схема физического эксперимента по моделированию контролируемой прокатки представлена на рис. 3. Образцы нагревали до температуры 1200 °С, выдерживали 1 мин для аустенизации, затем охлаждали со скоростью 0,4 °С/с до

температуры 1000 °С, после чего имитировали черновую прокатку. Для этого металл деформировали 10 раз, поочередно сжатием и растяжением с деформацией 0,15 как для растяжения, так и для сжатия, со скоростью 1 с⁻¹ через каждые 10 °С. Таким образом стадия черновой прокатки была завершена при $T = 900$ °С, после чего металл охлаждали со скоростью 0,5 °С/с до температуры 800 °С. Таким образом, пауза для подстуживания («покачивания» на рольганге) составила 200 с.

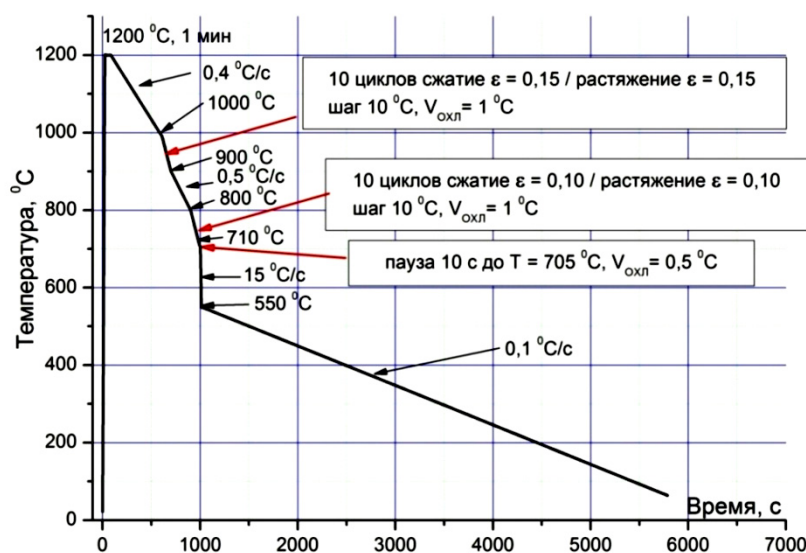


Рис. 10. Схема имитации контролируемой прокатки

Чистовая прокатка была имитирована десятью деформациями растяжением и сжатием со степенью деформации 10% на каждом этапе. Температура окончания чистовой прокатки – 710 °С, по достижении которой металл подстуживали до температуры 705 °С со скоростью 0,5 °С/с, а затем охлаждали со скоростью 15 °С/с до температуры 550 °С (имитация ускоренного контролируемого охлаждения). До температуры правки металл охлаждали со скоростью 0,1 °С/с. Образцы, обработанные по режиму, представленному на рис. 3, имели следующие свойства: $\sigma_T = 640$ МПа; $\sigma_B = 890$ МПа; $\sigma_T/\sigma_B = 0,72$; $\psi = 80\%$. Относительное удлинение не измеряли, поскольку геометрические размеры об-

разца позволяли использовать только датчик поперечной деформации.

На тех же образцах была имитирована правка металла при температурах 20, 100, 200, 300, 400 и 500 °С. При правке были заданы деформации, близкие к используемым на правильной машине стана 5000: $p1,2\% \rightarrow c1,2\% \rightarrow p0,5\% \rightarrow c0,5\% \rightarrow p0,2\% \rightarrow c0,2\%$, где p – растяжение, c – сжатие.

Изменение свойств стального листа после правки по указанному режиму в зависимости от температуры правки представлено на рис. 11. Как видно, температура правки металла после контролируемой прокатки существенно влияет на предел текучести металла.

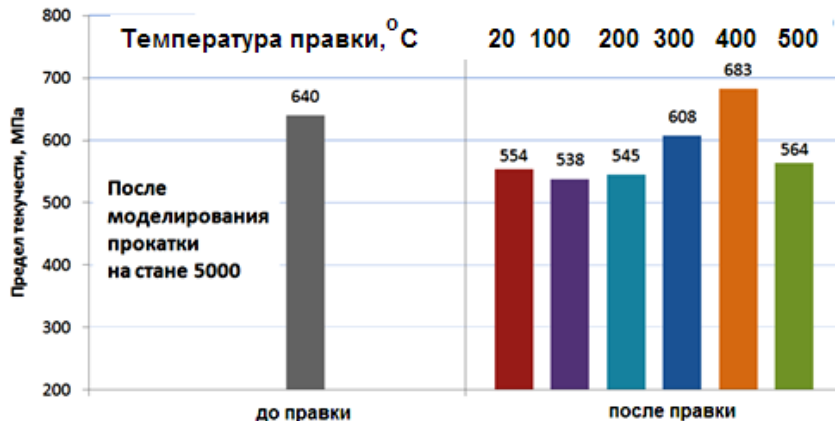


Рис. 11. Изменение предела текучести стали при 20 °С в результате правки при различных температурах

Понижение предела текучести после правки при температурах 20÷200 °С по сравнению с горячекатаным состоянием обусловлено генерацией свободных дислокаций при малых деформациях во время правки; повышение σ_T после правки при 400 °С вызвано, очевидно, фиксацией генерированных

при правке дислокаций внедренными атомами углерода – эффект, аналогичный печному упрочнению (*bake hardening*), используемому для упрочнения автомобильных сталей при сушке лакокрасочного покрытия [5].

3. Результаты математического моделирования

3.1. Модель роста аустенитного зерна.

Особенностью разрабатываемой модели прогнозирования свойств сталей является ее способность учитывать изменение химического состава сталей в широком диапазоне концентраций, охватывающем все низколегированные низко- и среднеуглеродистые стали. Это оказалось возможным благодаря тому, что для вычисления энергии активации самодиффузии (ЭАСД)

$Q_{GG}(Y_{AE})$ использовали выражение:

$$Q_{GG}(Y_{AE}) = \alpha_{GG} Q_{SD}(Y_{AE}), \quad \text{где}$$

$Q_{SD}(Y_{AE})$ – ЭАСД в аустените; α_{GG} – эмпирический параметр. Энергию активации самодиффузии в аустените рассчитывают в зависимости от химического состава его твердого раствора по следующей формуле, предложенной А.А. Васильевым [6, 7]:

$$Q_{SD}(Y_{AE}) = 311691 - 278242 \left(1 - \exp(-0.394 y_C^*)\right) + 88752 y_{Mn}^{*0.31} + 22801 y_{Si}^* - 6490 y_{Cr}^* + 84864 y_{Mo}^{*0.65} - 38575 y_{Ni}^{*0.3} - 7298 y_V^* + 132594 y_{Nb}^{*0.263} + 82128 y_{Ti}^{*0.401}, \text{ Дж/моль,}$$

где $Y_{AE} = \{y_C; y_{Mn}; y_{Si}; y_{Ni}; y_{Cr}; y_{Mo}; y_{Nb}; y_{Ti}; y_V\}$ – совокупность средних концентраций y_X легирующих элементов в твердом растворе.

Формула для расчета ЭАСД получена на основании количественного анализа экспериментальных данных по коэффициентам самодиффузии для аустенита различного химического состава. На рис. 12,а представлен график зависимости размера зерна аустенита от

температуры и времени выдержки; состав исследуемой стали 0,087%С, 0,95%Mn, 0,27%Si, 2%Ni, 1%Cr, 0,5%Mo. Модель роста зерна аустенита откалибрована по 5 маркам сталей, рис. 8,б, состав которых представлен в табл. 1.

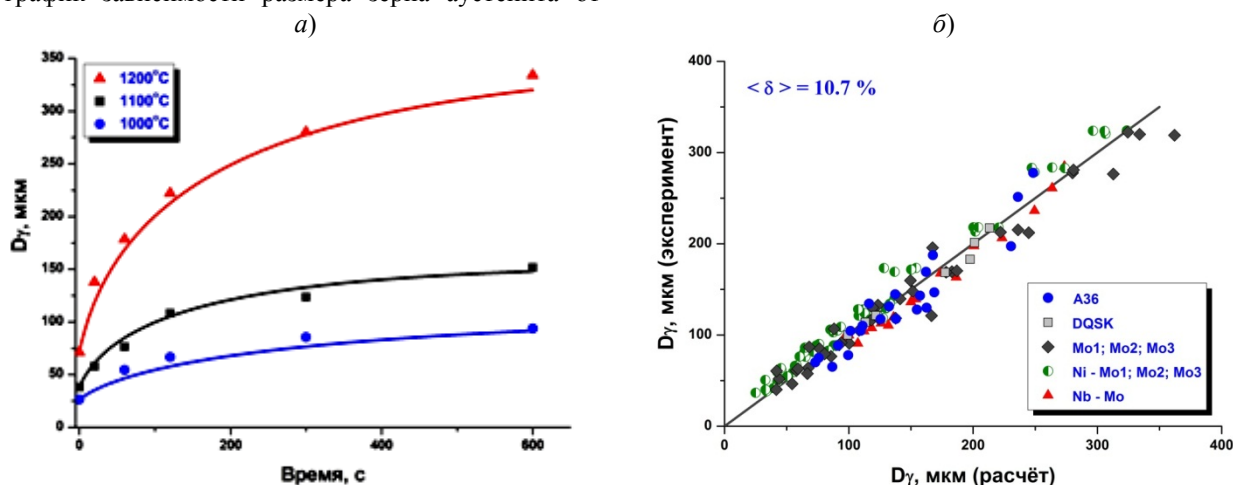


Рис. 12. Зависимости размера зерна аустенита от температуры и времени выдержки для стали Ni-Mo-1 (а) и сопоставление результатов расчета размера зерна аустенита с экспериментальными данными (б); $\langle \delta \rangle$ – среднее значение абсолютной величины относительной погрешности

Т а б л и ц а 1

Химический состав сталей (мас.%), использованных при калибровке математических моделей роста зерна аустенита

Сталь	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Nb	Al	N
A36	0.17	0.74	0.012	-	-	-	-	0.04	0.0047
DQSK	0.038	0.3	0.009	-	-	-	-	0.04	0.0052
Nb-Mo	0.05	1.88	0.04	-	-	0.49	0.048	-	-
Mo1	0.08	0.49	0.26	-	-	0.49	-	-	-

Mo2	0.213	1.47	0.27	-	1.0	0.49	-	-	-
Mo3	0.318	1.01	0.29	-	2.0	0.50	-	-	-
Ni-Mo1	0.087	0.95	0.27	2.0	1.0	0.50	-	-	-
Ni-Mo2	0.192	0.52	0.27	2.0	2.0	0.49	-	-	-
Ni-Mo3	0.198	1.04	0.26	4.0	-	0.49	-	-	-
Ni-Mo4	0.321	1.51	0.27	2.0	-	0.5	-	-	-

3.2. Модель рекристаллизации. Для экспериментального исследования рекристаллизации используется методика двойного нагружения. На рис. 13 представлены результаты

расчета доли рекристаллизованного металла в зависимости от температуры, степени и скорости деформации для стали АБ-1 при исходном размере зерна 83 мкм [7]. Видно, что расчетные данные хорошо совпадают с экспериментальными.

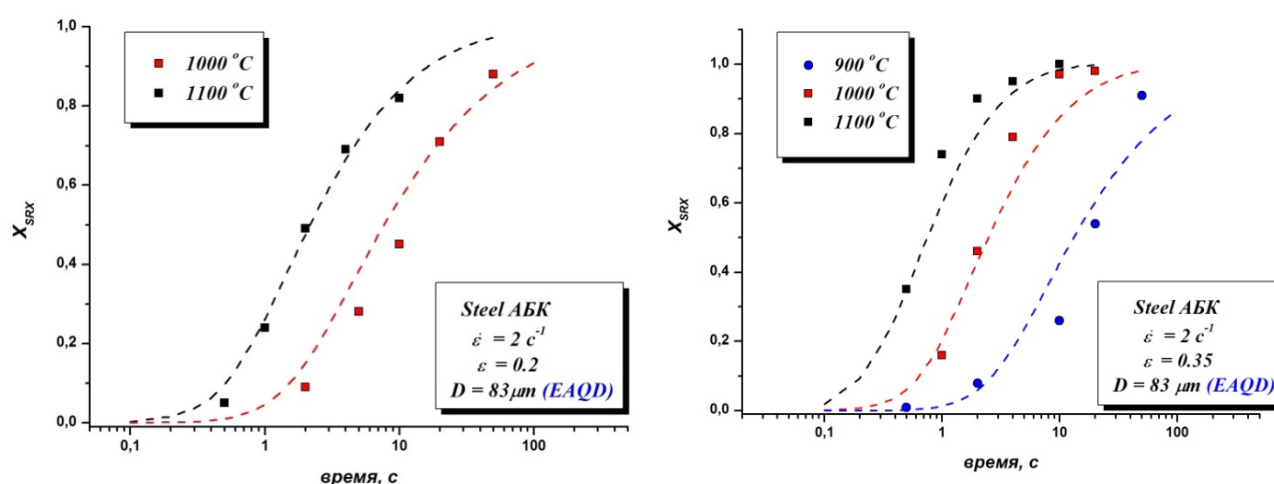


Рис. 13. Сравнение результатов расчета кинетики рекристаллизации (X_{SRX} – доля рекристаллизованного металла) с использованием модели, учитывающий вклад возврата, с экспериментальными данными для стали АБ-1

3.3. Выделение карбонитридов микролегирующих элементов. В современных высокопрочных сталях на процессы рекристаллизации деформированного металла сильное влияние оказывает выделение карбидов и карбонитридов микролегирующих элементов (МЛЭ); температура преципитации карбонитридов фактически означает окончание процессов рекристаллизации. Размер этих частиц обычно составляет 5÷30 нм, причем управление размерами и распределением карбонитридов является чрезвычайно важным моментом в формировании конечных свойств проката, например, используемого для изготовления труб магистральных газо- и нефтепроводов.

Экспериментальных работ по исследованию данного процесса явно недостаточно.

Разработанная математическая модель преципитации основана как на собственных экспериментах, так и на результатах работ зарубежных авторов. Анализ и математическая обработка экспериментальных результатов позволила разработать физически обоснованную модель кинетики выделения карбонитридов МЛЭ в зависимости от концентрации легирующих элементов, степени, скорости, степени деформации и температуры. На рис. 14 представлены результаты расчетов кинетики преципитации частиц Nb(C,N) в стали с содержанием углерода 0,11%, марганца 1,35%, ниобия 0,03%, азота 0,01%.

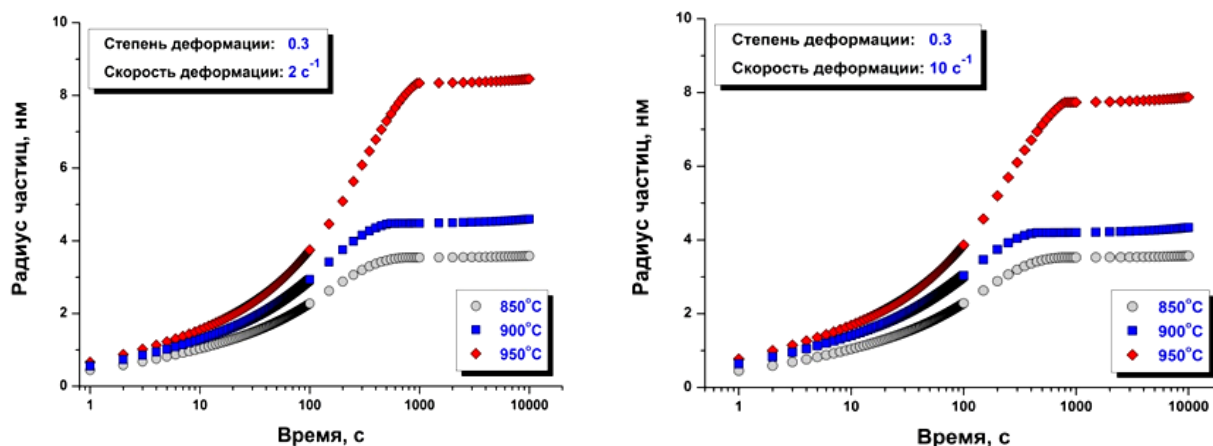
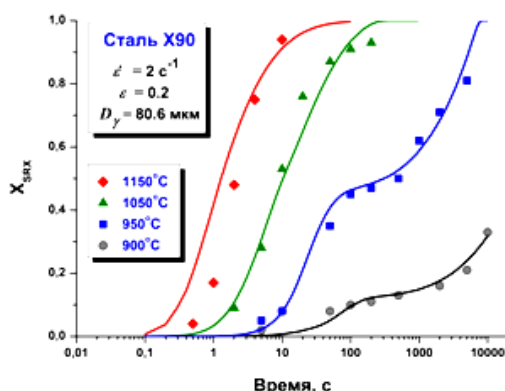


Рис. 14. Результаты моделирования кинетики роста среднего размера частиц карбонитридов на дислокациях деформированного аустенита для разных температур и параметров деформации; исходный размер зерна аустенита принят равным 100 мкм

Интегрирование модели выделения карбонитридов МЛЭ в модель рекристаллизации позволило создать модель рекристаллизации с учетом торможения рекристаллизации за счет выделения нанометрических карбонитридов МЛЭ и процессов термического возврата, снижающих движущие силы рекристаллизации. На рис. 15 представлены данные по кинетике рекристаллизации для новых трубных сталей категорий прочности X90 и X100.

3.4. Математическое моделирование фазовых превращений в сталях. Задача предсказания

структуры и свойств сталей в зависимости от параметров, стадийности предварительной деформации и условий охлаждения является, пожалуй, основной задачей современного материаловедения. Многообразие структур, которые формируются в сталях после горячей деформации и фазовых превращений – как диффузионных, так и сдвиговых, вызывает трудности их математического описания. Особенно это касается бейнитных превращений, имеющих вклады как сдвигового, так и диффузионного характера.



б)

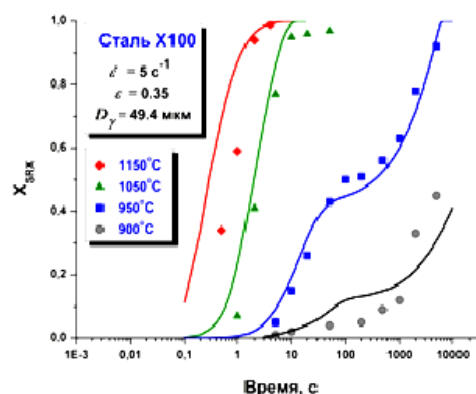


Рис. 15. Сравнение результатов расчета кинетики статической рекристаллизации с учетом выделения карбонитридов МЛЭ и термического возврата с экспериментальными данными для трубной стали категории прочности X90 (а) и X100 (б) при различных температурах и параметрах деформации

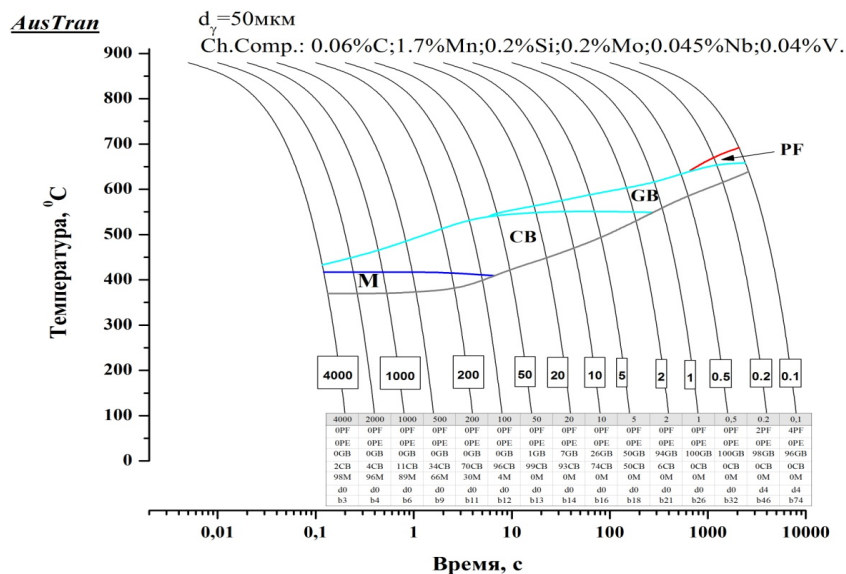
Наложение предварительной деформации и накопленного упрочнения еще более усложняет процесс структурообразования и его математического описания. Однако и эта сложнейшая задача была решена: помимо физически обоснованных математических моделей превращений созданы компьютерные программы, способные рассчитывать структуру сталей в зависимости от их химического состава, режимов деформации и условий охлаждения. На рис. 16 представлены термокинетическая диаграмма распада аустенита (ССТ-диаграмма) для трубной стали категории прочности X90, а также структура стали после различных скоростей охлаждения. Химический состав стали указан на рисунке. Расчеты выполнены при помощи компьютерной программы *AusTran*, разработанной сотрудниками СПбГПУ.

На диаграмме приняты обозначения: PF – полигональный феррит, GB – гранулярный бейнит, СВ – пластинчатый (верхний) бейнит, М – мартенсит. В нижней части диаграммы представлено процентное соотношение структурных составляющих стали. Помимо ССТ-диаграмм разработанные программы способны прогнозировать и кривые распада аустенита, происходящего при постоянной температуре (ТТТ-диаграммы).

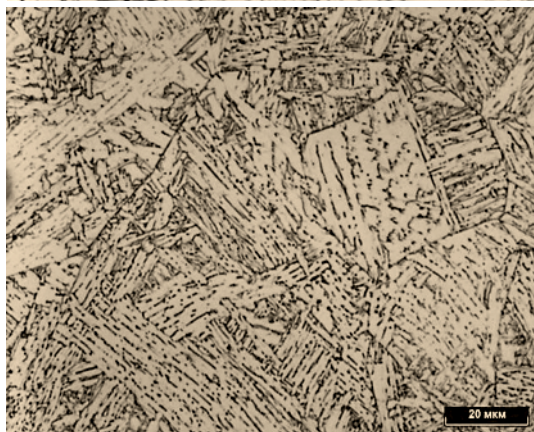
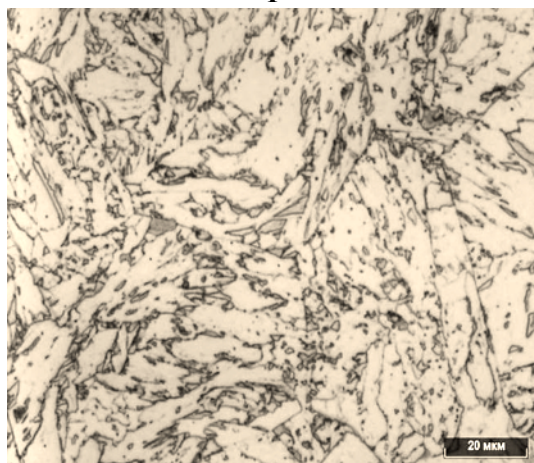
На рис. 17 представлена такая диаграмма для той же трубной стали категории прочности X90. Красной линией помечена скорость охлаждения стали до момента изотермической выдержки. Диаграмма построена для размера зерна аустенита 50 мкм. При изменении технологии прокатки или при изменении концентрации легирующих элементов стали возмож-

но изменение размера зерна аустенита перед началом фазовых превращений. Естественно, при этом может свойства проката.

а)



б)
I



б)
II

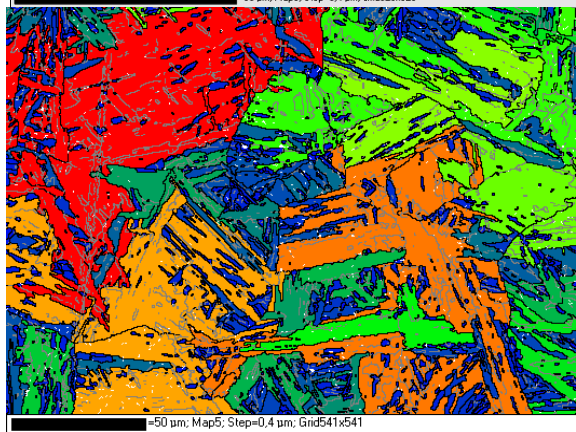
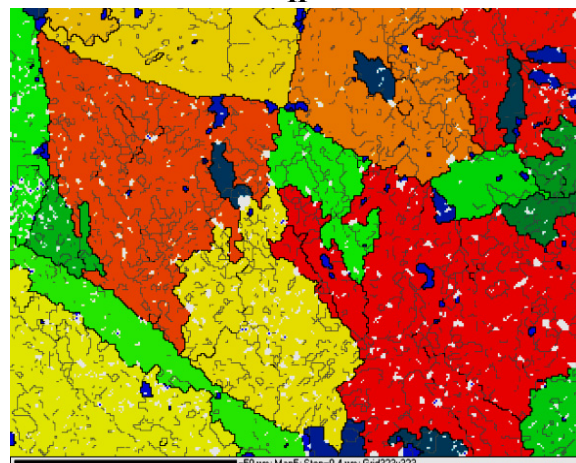


Рис. 16. Термокинетические кривые распада аустенита для трубной стали X90 и структура, формирующаяся при скоростях охлаждения 1 °C/s (I) и 20 °C/s (II); а – оптическая микроскопия, $\times 1000$; б – цветокодированное изображение микроразориентаций объемов металла, полученное методом анализа дифракции обратно рассеянных электронов (метод EBSD)

Понятно, что ускоренное и естественное охлаждение – это заключительные стадии формирования свойств сталей после горячей прокатки, определяющие конечные свойства

измениться и фазовый состав, и

материала. Все стадии предварительной обработки металла при контролируемой прокатке – черновая прокатка, выдержка перед чистовой прокаткой, чистовая прокатка – влияют на размер зерна

аустенита и остаточную деформацию (упрочнение), которые влияют на температуру начала и кинетику превращения. Это влияние может быть учтено в разработанных математических моделях и компьютерных программах. Иллюстрация этого влияния представлена на рис. 18,а,б, на которых ССТ-диаграммы построены для размера исходного зерна аустенита 15 и 100 мкм. Диаграммы

построены для высокопрочной микролегированной конструкционной стали, состав которой представлен в верхней части диаграмм. Видно, что влияние исходного размера зерна существенно сказывается на соотношении бейнитных составляющих и в меньшей степени – содержания мартенсита.

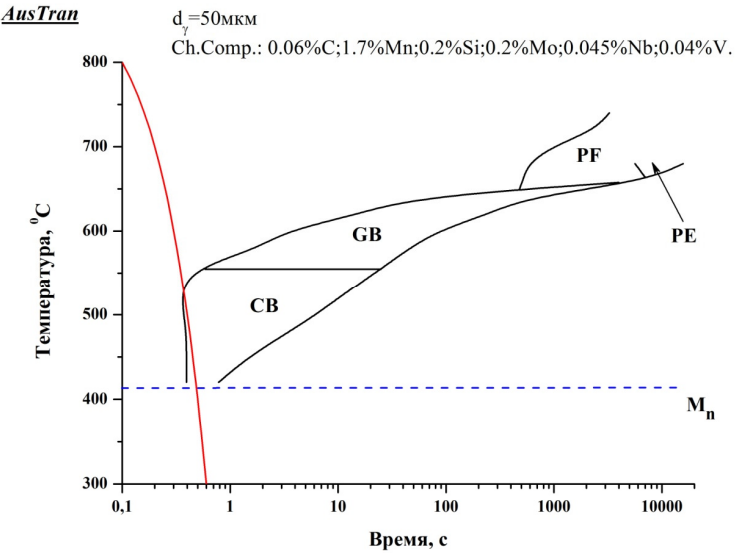
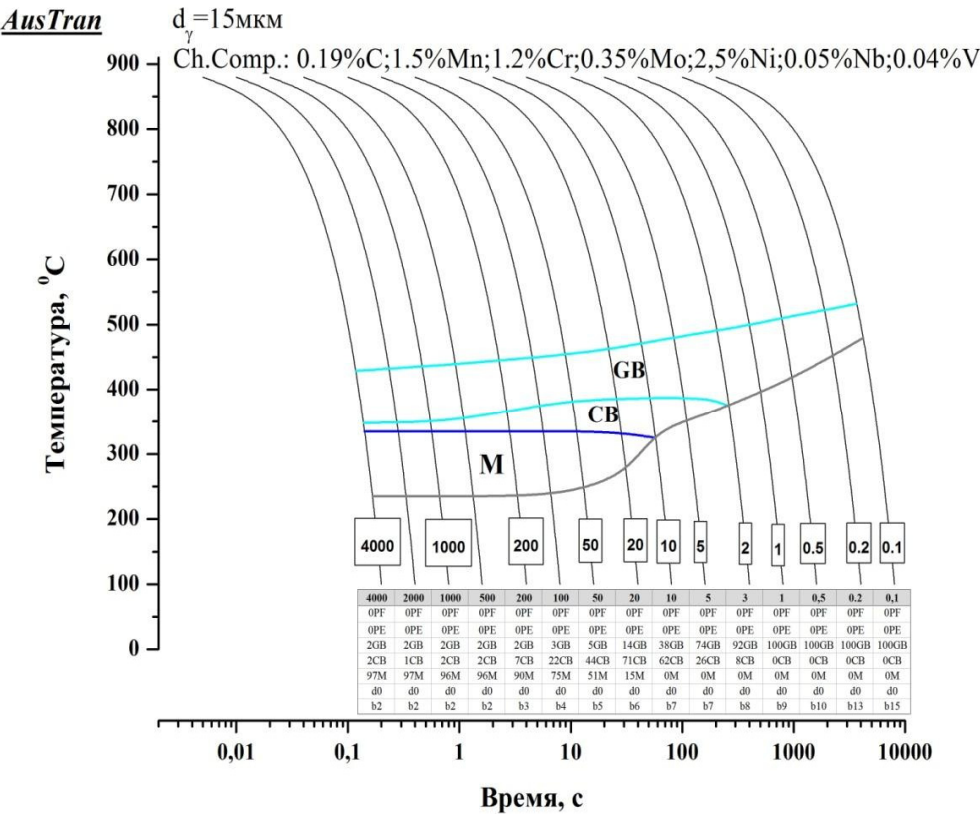


Рис. 17. Диаграмма изотермического распада аустенита для трубной стали категории прочности X80; химический состав стали представлен на рисунке

а)



б)

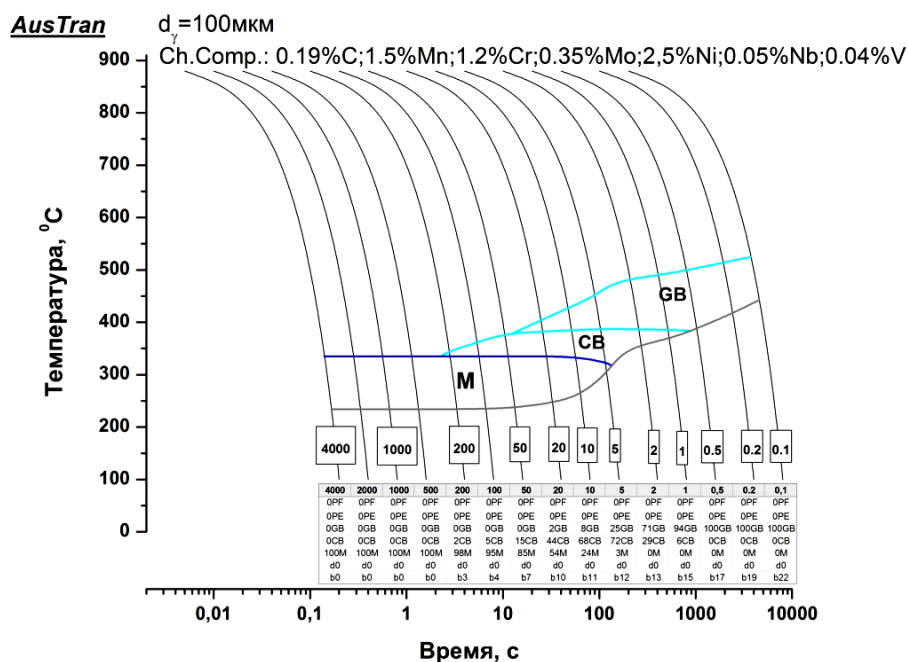
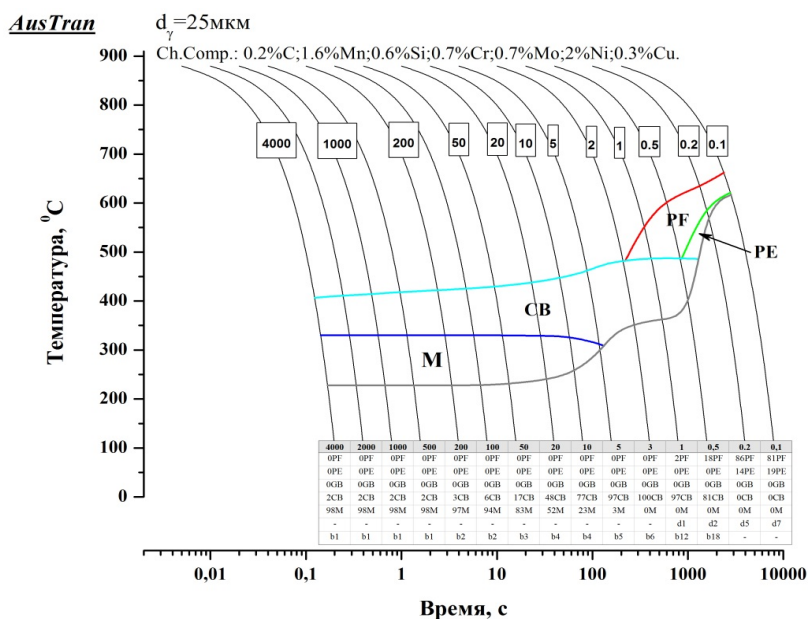


Рис. 18. Расчетные CCT-диаграммы распада аустенита для высокопрочной конструкционной стали при различном исходном размере зерна аустенита: а – 15 мкм; б – 100 мкм

На рис. 19 представлены CCT-диаграммы распада аустенита для конструкционной стали без микролегирования и после введения ниобия и ванадия при постоянном содержании других легирующих элементов и при одинаковом исходном размере зерна аустенита. Диаграммы показывают, что после микролегирования появляется дополнительная структурная составляющая в виде гранулярного бейнита. Следует отметить, что все представленные диаграммы проверены экспериментальными структурными исследованиями после обработки по заданному режиму на комплексе Gleeble-3800.

Итак, в результате выполненных работ появляется общая методика, позволяющая

а)



инженерам-исследователям разрабатывать новые технологии термомеханической обработки сталей и сплавов с заданным уровнем механических свойств, позволяющая оперативно решать вопросы расчета энергосиловых параметров с учетом изменения химического состава и структурного состояния сплавов. Можно ожидать, что в ближайшее будущее появятся аналогичные модели для холоднокатаных сталей, отражающие влияние на конечные структуру и свойства исходной структуры, параметров отжига и дрессировки листа.

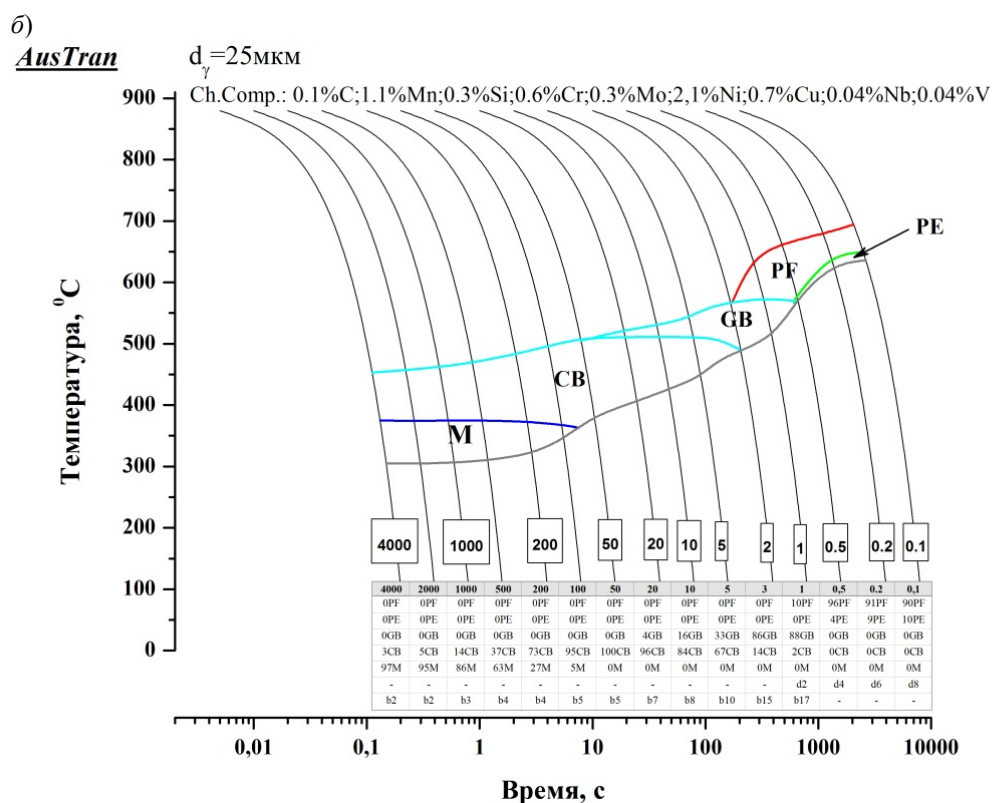


Рис. 19. Расчетное изменение CCT-диаграммы распада аустенита для конструкционной стали (химический состав представлен в верхней части диаграмм) при введении микролегирующих элементов (0,04%Nb и 0,04%V): а – без микролегирующих; б – после микролегирования

ЛИТЕРАТУРА

1. А.А. Васильев, Н.Г. Колбасников и др. Моделирование микроструктуры и механических свойств стального листа после прокатки на стане 2000 ОАО «Северсталь» // Вопросы материаловедения, 2010, №3 (63), с. 16-27.
2. Vasilyev A.A. Carbon Diffusion Coefficient in Complexly Alloyed Austenite. Proceedings of MS&T'07, Detroit, 2007.
3. А.И. Рудской, Колбасников Н.Г., Д.А. Рингинен. Получение субмикронной и нанокристаллической структуры металлов методами горячей и теплой деформации // НТВ СПбГПУ 2011, №2 (123), с.191-205.
4. А.И. Рудской, Н.Г. Колбасников и др. Исследование структуры и свойств сталей с трип-эффектом на комплексе Gleeble-3800 // Черные металлы, 2010, №2, с. 5-12.
5. Н.Г. Колбасников, В.В. Кузнецов и др. Исследование ВН-эффекта в IF-сталях // Металлообработка. 2003. №3. С. 22-27
6. А.А. Васильев, Н.Г. Колбасников и др. Моделирование микроструктуры и механических свойств стального листа после прокатки на стане 2000 ОАО «Северсталь» // Вопросы материаловедения, 2010, №3 (63), с. 16-27
7. Rudskoy A., Vasiliev A., Kolbasnikov N., Sokilov S., Sokolov D. Experimental investigation and modeling of microstructure evolution processes occurring in line-pipe steels under hot rolling // HUTNIK. Wiadomosci Hutnicze// Rok MMXI, Mai 2011, №5, P.415-420.